

(12)

Patentschrift

(21) Anmeldenummer: A 240/2017
 (22) Anmeldetag: 07.06.2017
 (45) Veröffentlicht am: 15.09.2018

(51) Int. Cl.: **C21D 1/18** (2006.01)
C21D 1/63 (2006.01)
C21D 9/04 (2006.01)
C21D 11/00 (2006.01)
C22C 38/02 (2006.01)
C22C 38/04 (2006.01)
C22C 38/18 (2006.01)
E01B 5/02 (2006.01)

(56) Entgegenhaltungen:
 EP 0612852 A1
 EP 0358362 A1
 US 2014102603 A1
 GB 2297094 A

(73) Patentinhaber:
 VOESTALPINE SCHIENEN GMBH
 8700 LEOBEN (AT)

(72) Erfinder:
 Kammerhofer Christoph Dipl.Ing. Dr.
 8700 Leoben (AT)
 Brantner Hans Peter Dipl.Ing. Dr.
 8700 Leoben (AT)

(74) Vertreter:
 Haffner und Keschmann Patentanwälte GmbH
 1010 Wien (AT)

(54) Gleisteil und Verfahren zur Herstellung eines Gleisteils

(57) Bei einem Gleisteil, insbesondere einer Schiene für Schienenfahrzeuge aus einem niedriglegierten Stahl, weist der Stahl im Schienenkopf des Gleisteils einen Ferritanteil von 5-15 Vol.-% 1 einen Austenitanteil von 5-20 Vol.-%, einen Martensitanteil von 5-20 Vol.-% und einen Anteil karbidfreien Bainits von 55-75 Vol.-% auf.

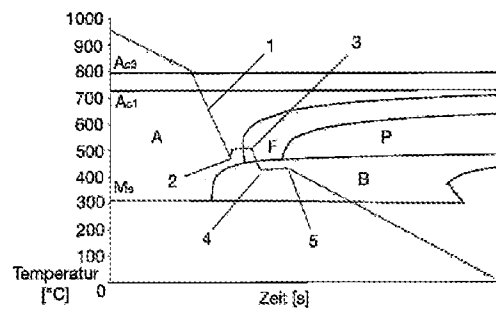


Fig. 1

Beschreibung

[0001] Die Erfindung betrifft ein Gleisteil, insbesondere eine Schiene für Schienenfahrzeuge aus einem niedriglegierten Stahl.

[0002] Die Erfindung betrifft weiters ein Verfahren zur Herstellung eines Gleisteils aus einem warmgewalzten Profil.

[0003] In jüngster Zeit werden das Gewicht der transportierten Lasten im Schienenverkehr und die Fahrgeschwindigkeit stetig erhöht, um die Effizienz des Schienentransports zu erhöhen. Eisenbahnschienen unterliegen daher erschwerten Betriebsbedingungen und müssen daher eine höhere Qualität haben, um den höheren Belastungen standzuhalten. Konkrete Probleme zeigen sich in einer starken Zunahme des Abriebs insbesondere der in Bögen montierten Schienen und durch das Auftreten von Materialermüdungsschäden, die sich vor allem an der Fahrkante entwickeln, die den Hauptkontaktpunkt der Schiene mit den Rädern im Bogen darstellt. Dies führt zu Rollkontaktermüdungsschäden (RCF - rolling-contact- fatigue). Beispiele für RCF-Oberflächenschäden sind z.B. Headchecks (Abrollermüdungen), Spalling (Abplatzungen), Squats (plastische Oberflächenverformungen), Schlupfwellen und Verriffelungen. Diese Schädigungen der Oberfläche sorgen für eine verkürzte Schienenlebensdauer, erhöhte Lärmemissionen und Betriebsbehinderungen. Das vermehrte Auftreten der Fehler wird zudem durch die stetig wachsenden Verkehrslasten beschleunigt. Die unmittelbare Folge dieser Entwicklung ist ein erhöhter Instandhaltungsbedarf der Schienen. Der steigende Instandhaltungsbedarf steht jedoch im Widerspruch zu den immer kleiner werdenden Instandhaltungsfenstern. Höhere Zugdichten verringern die Zeiträume, in denen Schienen bearbeitet werden können, mehr und mehr.

[0004] Die genannten Schäden können zwar im Frühstadium durch Schleifen beseitigt werden, jedoch ist die Schiene bei starker Schädigung zu tauschen. Im Betrieb kommt es in Bögen ab einem Radius von 500m, also dort wo der Verschleiß bereits eine untergeordnete Rolle zu spielen beginnt, im Fahrkantenbereich der bogenäußeren Schiene zum Auftreten von Headchecks. Hohe lokale Flächenpressungen in Kombination mit lokalem Schlupf im Rad-Schiene-Kontakt, bedingt durch Rollradienunterschiede, führen zu einer Scherbeanspruchung des Schienenmaterials an der Oberfläche, die bei jeder Überrollung auftritt. Es kommt zur Rissinitiierung und in weiterer Folge zum Risswachstum entlang der Ausrichtung der kaltverformten Schicht, wie dies an Längsschliffen von betroffenen Schienen beobachtet werden kann. Das Risswachstum erfolgt im ersten Stadium annähernd parallel zur Oberfläche und verläuft dann kontinuierlich in das Schieneninnere. Erreichen die Risse eine kritische Länge, kann es zum plötzlichen Versagen und aufgrund der Periodizität der Risse zum Ausbrechen von Schienenstücken kommen.

[0005] Die parallel zum Risswachstum auftretende Verschleißrate ist sowohl bei den klassischen vollperlitischen als auch bei bainitischen Schienengütern stets geringer, sodass de facto das Risswachstum überwiegt.

[0006] Es hat in der Vergangenheit daher nicht an Versuchen gefehlt, sowohl den Verschleißwiderstand als auch den Widerstand gegen RCF-Schädigungen zu verbessern, um den Lebenszyklus der Schienen zu erhöhen. Dies erfolgte u.a. durch die Einführung und Verwendung bainitischer Schienenstähle.

[0007] Bainit ist ein Gefüge, das bei der Wärmebehandlung von kohlenstoffhaltigem Stahl durch isotherme Umwandlung oder kontinuierliche Abkühlung entstehen kann. Bainit bildet sich bei Temperaturen und Abkühlgeschwindigkeiten, die zwischen denen für die Perlit- bzw. Martensitbildung liegen. Anders als bei der Bildung von Martensit sind hier Umklappvorgänge im Kristallgitter und Diffusionsvorgänge gekoppelt, wodurch verschiedene Umwandlungsmechanismen möglich werden. Aufgrund der Abhängigkeit von Abkühlungsgeschwindigkeit, Kohlenstoffgehalt, Legierungselementen und der daraus resultierenden Bildungstemperatur, besitzt der Bainit kein charakteristisches Gefüge. Bainit besteht, ebenso wie Perlit, aus den Phasen

Ferrit und Zementit (Fe_3C), unterscheidet sich aber vom Perlit in Form, Größe und Verteilung. Grundsätzlich wird Bainit in zwei Hauptgefügeformen unterschieden, dem oberen Bainit und dem unteren Bainit.

[0008] Aus der WO 2014/040093 A1 ist ein Verfahren zur Herstellung eines Gleisteils und eines Schienenstahls bekannt, das auf eine Verbesserung des Verschleißwiderstands, insbesondere die Vermeidung von Headchecks (Abrollermüdungen) abzielt und dazu über ein Gefüge am Schienenkopf mit einer Mehrphasen-Bainitstruktur mit einem Ferritgehalt von 5-15% verfügt. Bei Bögen ab einem Radius von 500m treten dennoch die oben genannten Erscheinungen auf.

[0009] Aus dem Dokument EP 0612852 A1 ist eine bainitische Schiene sowie ein Verfahren zur Herstellung bainitischer Schienen bekannt.

[0010] Das Dokument EP 0358362 A1 offenbart ein Verfahren zur Herstellung von gehärteten Schienen.

[0011] Aus dem Dokument US 2014102603 ist ein Verfahren zur Wärmebehandlung bainitischer Schienen bekannt.

[0012] Das Dokument GB 2297094 A offenbart ein Verfahren zur Herstellung von bainitischem Stahl.

[0013] Die Erfindung zielt daher darauf ab, ein Gleisteil, insbesondere eine Schiene, das bzw. die aus Kostengründen und aus Gründen der Schweißtechnik aus einem niedriglegierten Stahl bestehen soll, dahingehend zu verbessern, dass auch bei erhöhten Radlasten und bei größeren Bögen zum einen die Rissbildung erschwert wird und zum anderen das anfängliche Risswachstum einerseits deutlich verlangsamt abläuft und andererseits der Risspfad nicht in das Schieneninnere erfolgt. Schließlich soll das Gleisteil gut verschweißbar sein und ähnliche sonstige Materialeigenschaften wie z.B. eine ähnliche elektrische Leitfähigkeit und einen ähnlichen thermischen Ausdehnungskoeffizienten haben wie bisher im Schienenbau bewährte Stähle.

[0014] Zur Lösung dieser Aufgabe sieht die Erfindung gemäß einem ersten Aspekt ein Gleisteil der eingangs genannten Art vor, das derart weitergebildet ist, dass der Stahl im Schienenkopf des Gleisteils einen Ferritanteil von 5-15 Vol.-%, einen Austenitanteil von 5-20 Vol.-%, einen Martensitanteil von 5-20 Vol.-% und einen Anteil karbidfreien Bainits von 55-75 Vol.-% aufweist.

[0015] Karbidfreier Bainit besteht aus Ferritnadeln mit hoher Versetzungsdichte ohne karbidische Ausscheidungen. Die austenitischen Phasenanteile in der kontaktbeeinflussten Zone unterliegen einem anderen Verformungsmechanismus als bei herkömmlichen karbidhaltigen Schienen. Es kommt zu einer verformungsinduzierten martensitischen Phasenumwandlung, dem TRIP-Effekt (Transformation Induced Plasticity), und in weiterer Folge zu einer gleichzeitigen Steigerung der Härte sowie der Umformbarkeit bei plastischer Beanspruchung. Der Härteanstieg, gleichbedeutend mit erhöhtem Verformungswiderstand, wirkt sich in oberflächennahen Bereichen auf den umliegenden karbidfreien Bainit derart aus, dass dessen Verschönerung erschwert wird. Direkt an der Oberfläche des Schienenkopfes unterliegen martensitisch umgewandelte Bereiche mehrheitlich dem abrasiven Verschleiß. Die Rissbildung sowie das anfängliche Risswachstum werden durch die erhöhte Rissbruchzähigkeit deutlich erschwert bzw. gebremst, sodass es in Kombination mit dem natürlich auftretenden Verschleiß de facto zu keinem Risswachstum kommt. Das Gleisteil ist somit nur mehr dem Verschleiß ausgesetzt, sodass sich seine Einsatzdauer präzise festlegen lässt und eine weitere Beobachtung wegen Rissbildung nicht erfolgen muss.

[0016] Eine besonders gute Rissbeständigkeit wird erzielt, wenn der Anteil des karbidfreien Bainits 60-70 Vol.-% beträgt.

[0017] Der Ferritanteil beträgt vorzugsweise 8-13 Vol.-%.

[0018] Weiters ist bevorzugt vorgesehen, dass der Bainit eine Matrix bildet, in der Austenit, Martensit und Ferrit bevorzugt homogen verteilt sind. Austenit und Martensit liegen bevorzugt zumindest teilweise in Inselform vor, entweder polygonal oder globular mit einer durchschnittlichen Größe von mehreren μm , insbesondere im Bereich 1-10 μm . Austenit liegt weiters bevor-

zugt teilweise in Filmform mit einer Dicke von weniger als 1 μm und einer Länge von mehreren μm vor. Martensit liegt insbesondere teilweise als reiner Martensit in sehr niedriger bzw. kaum angelassener Morphologie vor, sodass kaum Karbidausscheidungen aus dem Martensit vorkommen. Die Größe der individuellen martensitischen Bereiche beträgt etwa 5 μm . Ferrit liegt teilweise als Korngrenzen-Ferrit und teilweise als polygonaler Ferrit vor. Weiters tritt der nicht beabsichtigte Korngrenzen-Perlit vor allem im Inneren des Schienenkopfes auf, weil dort durch die etwas niedrigere Abkühlrate als in der mehrere Millimeter umfassenden Randzone das Auftreten ermöglicht wird.

[0019] Wie bereits erwähnt, kommen erfindungsgemäß niedriglegierte Stähle zum Einsatz, um die Kosten zu minimieren und die Schweißbeignung zu verbessern. Allgemein enthält der niedriglegierte Stahl im Rahmen der Erfindung als Legierungsbestandteile bevorzugt Kohlenstoff, Silizium, Mangan, Chrom, Molybdän sowie ggf. Vanadium, Phosphor, Schwefel, Bor, Titan, Aluminium und/oder Stickstoff mit Rest Eisen.

[0020] Primäres Ziel der zulegierten Elemente ist es, ein karbidfreies bainitisches Gefüge trotz eines mittleren Kohlenstoffgehaltes von um 0,3 % einzustellen. Dies gelingt durch bewusstes Zulegieren von Silizium, welches in weiterer Folge im Mischkristall vorliegt. Die wesentliche Charakteristik von Silizium ist, dass dessen Löslichkeit in der Zementit-Phase sehr gering ist. Dies hat zur Folge, dass bei homogener Silizium-Verteilung die Zementit-Bildung stark gehemmt bzw. zeitlich verzögert wird. Stattdessen kommt es in jenen Temperatur-Bereichen, wo normalerweise die Zementit-Bildung erfolgt, zu einer Kohlenstoff- Umverteilung. Grund hierfür ist, dass die ferritische Phase deutlich weniger Kohlenstoff lösen kann als die austenitische Hochtemperatur-Phase. Somit kommt es an der Reaktionsfront Ferrit-Austenit zu einem Kohlenstoff- Transport in den noch nicht umgewandelten Austenit, der sich an Kohlenstoff anreichert und zunehmend thermisch stabilisiert wird. Die Kohlenstoff Anreicherung im Austenit stoppt, wenn dessen maximale Löslichkeit erreicht wird.

[0021] Dies wird graphisch durch die sogenannte T_0' -Kurve beschrieben, die in Abhängigkeit von der Temperatur den maximalen Kohlenstoffgehalt im Austenit beschreibt. Ist der maximale Gehalt erreicht, stoppt die Reaktion, d.h. es kommt zu keiner weiteren Bainitbildung aus dem an Kohlenstoff angereicherten Austenit. Bei weiterer Abkühlung werden die nicht thermisch stabilen Austenitgebiete in mehr oder weniger hochkohligen Martensit umklappen und sich gegebenenfalls selbst anlassen.

[0022] Bevorzugt ist vorgesehen, dass kein Legierungsbestandteil in einem Anteil von größer 1,8 Gew.-% vorhanden ist.

[0023] Bevorzugt ist vorgesehen, dass Silizium in einem Anteil von kleiner 1,2 Gew.-% vorliegt. Silizium wird, wie bereits erwähnt, zulegiert, um die Zementitbildung zu unterbinden. Hierbei ist besonders das Silizium-Kohlenstoff Verhältnis von Bedeutung, da im Falle von zu geringem Si-Gehalt teilweise Zementitbildung auftreten kann. Zum einen sind Karbide an sich in dem angestrebten Mehrphasengefüge unerwünscht, zum anderen steht durch die Karbidbildung weniger Kohlenstoff für die Austenitstabilisierung zu Verfügung, was in weiterer Folge die Martensitbildung erleichtert. Auch dies ist unerwünscht. Im Stand der Technik wird ein Minimalgehalt von 1,5 Gew.-% Silizium angeführt, um bei mittlerem Kohlenstoffgehalt um 0,3 Gew.-% die Zementitbildung zu unterbinden. In einer bevorzugten Ausführung wird der Siliziumgehalt jedoch auf 1,20 Gew.-% begrenzt, da Silizium den elektrischen Widerstand stark ansteigen lässt und sich dadurch Probleme bei der Stromrückführung im Gleis ergeben können.

[0024] Weiters ist bevorzugt vorgesehen, dass Kohlenstoff in einem Anteil von kleiner 0,6 Gew.-%, bevorzugt kleiner 0,35 Gew.-% vorliegt. Kohlenstoff ist jenes Element, welches die Martensit-Starttemperatur am stärksten beeinflusst. Ein steigender Kohlenstoff-Anteil führt zu einer Absenkung der Martensit-Starttemperatur. Die Martensit-Starttemperatur sollte nicht viel höher als 320°C liegen, um das Auftreten größerer Martensitanteile im Zuge der Wärmebehandlung bzw. weiteren Abkühlung am Kühlbett zu vermeiden. Der Vorteil eines niedrigeren Kohlenstoff-Anteils besteht darin, dass der Austenit mehr Kohlenstoff aufnehmen kann und die Bainitbildung zu einem größeren Teil erfolgen kann. Weiters ist die Gefahr der unerwünschten

Zementit-Bildung geringer.

[0025] Mangan wird vor allem zulegiert, um der Ferrit- sowie Perlitbildung während der Wärmebehandlung entgegenzuwirken und vorwiegend karbidfreien Bainit einzustellen, indem die Härteerhöhung erhöht wird. Mangan ist des Weiteren ein Austenitstabilisator und senkt neben Kohlenstoff die Martensit-Starttemperatur. Aus der Literatur ist zudem bekannt, dass sich mit steigendem Mangan-Gehalt die T_0' - Kurve zu niedrigeren Kohlenstoff-Gehalten hin verschiebt, was der kontinuierlichen Bildung von karbidfreiem Bainit entgegenwirkt. Aus diesem Grund ist der maximale Mn-Gehalt mit 1,8 % begrenzt, liegt aber aus den oben genannten Gründen bevorzugt deutlich niedriger.

[0026] Ebenso wie Mangan erhöht auch Chrom die Härteerhöhung, hat aber eine stärkere Wirkung als Mangan. Zusätzlich führt Chrom zu einer Mischkristallhärtung, die bewusst genutzt wird. Um einerseits das Auftreten von Chrom-Karbid zu verhindern als auch andererseits die Schweißbarkeit zu erleichtern, werden relativ niedrige Chrom-Gehalte angestrebt.

[0027] Vanadium ist ein Mikrolegierungselement, welches die Härte erhöht, ohne dabei die Zähigkeit zu verschlechtern. Dabei kommt es neben einer Mischkristallhärtung auch zur Ausscheidung feinsten Teilchen, welche eine Härteerhöhung bewirken.

[0028] Ebenso wie Mangan und Chrom steigert Molybdän die Härteerhöhung. Die Besonderheit von Molybdän liegt darin, dass v.a. die diffusionskontrollierten Umwandlungsprodukte, also Ferrit und Perlit, zu längeren Umwandlungszeitpunkten hin verschoben werden, was in der Literatur dem „solute-drag“ Effekt zugesprochen wird. Dadurch kann auch bei kontinuierlicher Abkühlung direkt das Bainit-Gebiet angesteuert werden. Bereits relativ geringe Molybdän-Gehalte von wenigen 1/10 % reichen für diesen Effekt aus. Auf das Seigerungsverhalten wirkt sich Molybdän hingegen negativ aus, sodass die segregierten Bereiche deutlich an Molybdän angereichert sind und in weiterer Folge ein martensitisches Gefüge aufweisen. Ebenso wird die Schweißbarkeit durch Molybdän deutlich erschwert. Aus diesen beiden Gründen wird der Molybdän-Gehalt so niedrig als möglich gehalten, um in Kombination mit der Wärmebehandlung ein vorwiegend karbidfreies Gefüge einzustellen.

[0029] Dieselbe Wirkung wie Molybdän, nämlich die markante zeitliche Verzögerung der Ferrit- und Perlitbildung übt auch das Element Bor aus. Dessen Wirkung beruht darauf, dass das atomare Bor im Austenit kaum löslich ist und sich daher vorwiegend an den Korngrenzen befindet und so in weiterer Folge die Keimbildung für den Ferrit bzw. den Perlit stark erschwert. Für diesen Effekt reichen schon wenige ppm Bor aus, in etwa 30 ppm reichen für eine zeitliche Verzögerung der Ferrit-Bildung um den Faktor 10 aus. Kommt es hingegen zur Bildung von Bornitriden oder Bor-Karbonitriden so geht dieser positive Effekt verloren. Aus diesem Grund wird dem Stahl zusätzlich Titan zulegiert, da die Affinität zu Stickstoff bei Titan deutlich höher ist als bei Bor und es so zur Ausscheidung von Titan- Karbonitriden kommt. Um das Auftreten von Bor- Ausscheidungen mit Sicherheit zu unterbinden, muss das Verhältnis von Titan zu Stickstoff, der immer in der Schmelze mit etwa 50-100ppm vorkommt, mindestens 4:1 betragen, damit der gesamte Stickstoff abgebunden wird. Ein Problem, das sich daraus ergibt, ist die Ausscheidung von unter Umständen groben Titan-Karbonitriden, die sich nachteilig auf die Zähigkeit bzw. Ermüdungseigenschaften auswirken können.

[0030] Bevorzugt wird ein niedriglegierter Stahl mit der folgenden Richtanalyse eingesetzt:

0,2 - 0,6 Gew.-% C

0,9 - 1,2 Gew.-% Si

1,2 - 1,8 Gew.-% Mn

0,15 - 0,8 Gew.-% Cr

0,01 - 0,15 Gew.-% Mo, sowie ggf.

0 - 0,25 Gew.-% V, insbesondere 0,01 - 0,25 Gew.-% V

0 - 0,016 Gew.-% P, insbesondere 0,01 - 0,016 Gew.-% P

0 - 0,016 Gew.-% S, insbesondere 0,01 - 0,016 Gew.-% S

Rest: Eisen

[0031] Besonders gute Ergebnisse konnten mit einem niedriglegierten Stahl mit der folgenden Richtanalyse erzielt werden:

0,28 - 0,32 Gew.-% C

0,98 - 1,03 Gew.-% Si

1,7 - 1,8 Gew.-% Mn

0,28 - 0,32 Gew.-% Cr

0,08 - 0,13 Gew.-% Mo, sowie ggf.

0 - 0,25 Gew.-% V, insbesondere 0,01 - 0,25 Gew.-% V

0 - 0,016 Gew.-% P, insbesondere 0,01 - 0,016 Gew.-% P

0 - 0,016 Gew.-% S, insbesondere 0,01 - 0,016 Gew.-% S

Rest: Eisen

[0032] Bevorzugt wird weiters ein niedriglegierter Stahl mit der folgenden Richtanalyse eingesetzt:

0,44 - 0,52 Gew.-% C

1,05 - 1,17 Gew.-% Si

1,4 - 1,7 Gew.-% Mn

0,36 - 0,80 Gew.-% Cr

0,01 - 0,08 Gew.-% Mo, sowie ggf.

0 - 0,25 Gew.-% V, insbesondere 0,01 - 0,25 Gew.-% V

0 - 0,016 Gew.-% P, insbesondere 0,01 - 0,016 Gew.-% P

0 - 0,016 Gew.-% S, insbesondere 0,01 - 0,016 Gew.-% S

Rest: Eisen

[0033] Eine besonders gute Eignung für hochbelastete Streckenabschnitte ist bevorzugt dann gegeben, wenn das Gleisteil im Kopfbereich eine Zugfestigkeit R_m von 1150-1400 N/mm² aufweist. Weiters weist das Gleisteil im Kopfbereich bevorzugt eine Härte von 320-380 HB auf.

[0034] Gemäß einem zweiten Aspekt stellt die Erfindung ein Verfahren zur Herstellung des oben beschriebenen Gleisteils zur Verfügung, bei dem das Gleisteil aus einem warmgewalzten Profil hergestellt wird, wobei der Schienenkopf des gewalzten Profils unmittelbar nach dem Verlassen des Walzgerüsts mit der Walzwärme einer gesteuerten Abkühlung unterworfen wird, wobei die gesteuerte Abkühlung in einem ersten Schritt eine Abkühlung an Umgebungsluft bis zur Erreichung einer ersten Temperatur von 780-830°C, in einem zweiten Schritt eine beschleunigte Abkühlung auf eine zweite Temperatur von 450-520°C, in einem dritten Schritt das Halten der zweiten Temperatur, in einem vierten Schritt eine weitere beschleunigte Abkühlung bis zur Erreichung einer dritten Temperatur von 420-470 °C, in einem fünften Schritt das Halten der dritten Temperatur und in einem sechsten Schritt das Abkühlen an Umgebungsluft bis auf Raumtemperatur umfasst. Die gesteuerte Abkühlung erfolgt bevorzugt, wie an sich bekannt, durch Eintauchen zumindest des Schienenkopfes in ein flüssiges Kühlmedium. Durch die beschleunigte Abkühlung im flüssigen Abkühlmedium können gezielt und in kurzer Zeit die angestrebten Temperaturbereiche angesteuert werden, ohne dass unerwünschte Phasengebiete durchfahren werden.

[0035] Bevorzugt ist vorgesehen, dass die beschleunigte Abkühlung im zweiten Schritt mit einer

Kühlrate von 2-5°C/sec erfolgt.

[0036] Bevorzugt ist vorgesehen, dass das Gleisteil während des zweiten Schritts vollständig in dem Kühlmedium eingetaucht ist.

[0037] Der Halteschritt zwischen 450°C-520°C (dritter Schritt) soll vor allem einen Temperaturausgleich zwischen der in Kontakt mit dem Abkühlmedium stehenden Schienenkopfoberfläche und dem Schienenkopfinneren herbeiführen, um eine stärkere Wiedererwärmung beim zweiten Halteschritt (fünfter Schritt) gering zu halten. Des Weiteren stellt dieser Temperaturbereich für den Stahl mit der oben genannten chemischen Zusammensetzung folgende Besonderheit dar: Über die Abkühlgeschwindigkeit (und damit über die Zeit bis der Temperaturbereich erreicht wird) sowie über die Verweildauer in diesem Temperaturbereich kann beeinflusst werden, inwieweit es zur Ferritbildung kommt oder nicht. Unter Umständen kann es in diesem Temperaturbereich auch zur Bildung von Korngrenzen-Perlit kommen. Um die oben genannten Effekte zu erreichen, ist bevorzugt vorgesehen, dass der dritte Schritt sich über eine Dauer von 10-300 sec, bevorzugt 30-60 sec erstreckt.

[0038] Bevorzugt ist vorgesehen, dass die beschleunigte Abkühlung im vierten Schritt mit einer Kühlrate von 2-5° C/sec erfolgt.

[0039] Bevorzugt ist vorgesehen, dass das Gleisteil während des vierten Schritts nur mit dem Schienenkopf in das Kühlmedium eingetaucht ist.

[0040] Der zweite Halteschritt zwischen 420°C-470°C (fünfter Schritt) dient der Bildung des karbidfreien Bainits mit simultan ablaufender Kohlenstoff-Umverteilung in den umgebenden Austenit. In diesem Temperaturbereich liegt der Austenit vorwiegend als Inseltyp vor, weniger der Filmtyp. Die Intensität der Kohlenstoff-Umverteilung in diesem Bereich entscheidet, wie stark sich der Austenit an Kohlenstoff anreichern kann und bei der weiteren Abkühlung metastabil als Austenit verbleibt oder martensitisch umwandelt. Für die Gefügeeinstellung ist es weiters von besonderer Bedeutung, dass beim beschleunigten Abkühlen (vierter Schritt) eine Temperatur von 400°C nicht unterschritten wird, da es sonst zur Bildung der unteren Bainitstufe, begleitet von feinen Zementitausscheidungen, kommt. Um diese Effekte zu erreichen, ist bevorzugt vorgesehen, dass der dritte Schritt sich über eine Dauer von 50-600 sec, bevorzugt 100-270 sec erstreckt.

[0041] Die Einstellung der beiden Halteschritte (dritter und fünfter Schritt) kann z.B. über eine Abkühlung auf die untere Grenze des Temperaturbereiches mit anschließender Rückwärmung erfolgen.

[0042] Bevorzugt ist vorgesehen, dass das Gleisteil während des dritten und/oder fünften Schritts in einer aus dem Kühlmedium herausgenommenen Position gehalten wird.

[0043] Da der Temperaturbereich der beiden Haltepunkte von den Legierungselementen des jeweiligen Stahls und deren Anteilen abhängen, muss der Wert der ersten Temperatur und der Wert der zweiten Temperatur vorab für den jeweiligen Stahl genau bestimmt werden. Die Temperatur der Schiene wird während der gesteuerten Abkühlung dann kontinuierlich gemessen, wobei die Kühl- und Halteabschnitte bei Erreichen der jeweiligen Temperaturschwellen begonnen bzw. beendet werden. Da die Oberflächentemperatur der Schiene über die gesamte Länge des Gleisteils variieren kann, die Abkühlung aber für den gesamten Gleisteil einheitlich vorgenommen wird, wird bevorzugt so vorgegangen, dass die Temperatur an einer Mehrzahl von über die Länge des Gleisteils verteilten Messpunkten erfasst und ein Temperaturmittelwert gebildet wird, der für die Steuerung der gesteuerten Abkühlung herangezogen wird.

[0044] Während der gesteuerten Abkühlung mittels des flüssigen Kühlmediums durchläuft das Kühlmedium drei Phasen des Abschreckvorganges. In der ersten Phase, der Dampffilmphase, ist die Temperatur an der Oberfläche des Schienenkopfes so hoch, dass das Kühlmedium rasch verdampft und sich ein dünner isolierender Dampffilm bildet (Leidenfrost-Effekt). Diese Dampffilmphase ist u.a. sehr stark von der Dampfbildungswärme des Kühlmediums, der Oberflächenbeschaffenheit des Gleisteils, wie z.B. Zunder, oder der chemischen Zusammensetzung

und Gestaltung des Kühlbeckens abhängig. In der zweiten Phase, der Kochphase, gelangt das Kühlmedium in direkten Kontakt mit der heißen Oberfläche des Schienenkopfes und kommt unverzüglich zum Kochen, wodurch sich eine hohe Abkühlgeschwindigkeit ergibt. Die dritte Phase, die Konvektionsphase, beginnt, wenn die Oberflächentemperatur des Gleisteils auf den Siedepunkt des Kühlmediums abgesunken ist. In diesem Bereich wird die Kühlgeschwindigkeit im Wesentlichen durch die Strömungsgeschwindigkeit des Kühlmediums beeinflusst.

[0045] Der Übergang von der Dampffilmphase in die Kochphase erfolgt üblicherweise relativ unkontrolliert und spontan.

[0046] Da die Schienentemperatur über die gesamte Länge des Gleisteils gewissen produktionsbedingten Temperaturschwankungen unterliegt, besteht das Problem, dass der Übergang von der Dampffilmphase in die Kochphase in verschiedenen Längenbereichen des Gleisteils zu unterschiedlichen Zeitpunkten erfolgt. Dies würde zu einer über die Länge des Gleisteils ungleichmäßigen Gefügeausbildung und demzufolge zu ungleichmäßigen Materialeigenschaften führen. Um den Zeitpunkt des Übergangs von der Dampffilmphase in die Kochphase über die gesamte Schienenlänge zu vereinheitlichen, sieht eine bevorzugte Verfahrensweise vor, dass während des dritten Schritts ein filmbrechendes, gasförmiges Druckmedium, wie z.B. Stickstoff, entlang der gesamten Länge des Gleisteils an den Schienenkopf herangeführt wird, um den Dampffilm entlang der gesamten Länge des Gleisteils zu brechen und die Kochphase einzuleiten.

[0047] Insbesondere kann so vorgegangen werden, dass der Zustand des Kühlmediums während des zweiten und/oder vierten Schritts entlang der gesamten Länge des Gleisteils überwacht wird und das filmbrechende, gasförmige Druckmedium an den Schienenkopf herangeführt wird, sobald in einem Teilbereich der Gleisteillänge das erste Auftreten der Kochphase festgestellt wird.

[0048] Bevorzugt wird das filmbrechende, gasförmige Druckmedium ca. 20-100 sec, insbesondere ca. 50 sec nach Beginn des zweiten und/oder vierten Schritts an den Schienenkopf herangeführt.

[0049] Die Erfindung wird nachfolgend anhand von Ausführungsbeispielen näher erläutert.

BEISPIEL 1

[0050] In einem ersten Ausführungsbeispiel wurde ein niedriglegierter Stahl mit der folgenden Richtanalyse mittels Warmwalzen zu einer Fahrschiene mit Regelschienenprofil geformt:

0,3 Gew.-% C
1,0 Gew.-% Si
1,74 Gew.-% Mn
0,31 Gew.-% Cr
0,1 Gew.-% Mo
0,014 Gew.-% S
0,014 Gew.-% P
20ppm Al
70ppm N

[0051] Bor und Titan wurden nicht zulegiert. Rest Fe und unbeabsichtigte Begleitelemente.

[0052] Unmittelbar nach dem Verlassen des Walzgerüsts wurde die Schiene mit der Walzwärme einer gesteuerten Abkühlung unterworfen. Die gesteuerte Abkühlung wird nachfolgend anhand des in Fig. 1 dargestellten Zeit-Temperatur-Umwandlungsschaubilds erläutert, wobei die mit 1 bezeichnete Linie den Kühlverlauf wiedergibt. In einem ersten Schritt wird die Schiene bis zu einer Temperatur von 810°C an Umgebungsluft abgekühlt. In einem zweiten Schritt wird

die Schiene über ihre gesamte Länge und mit ihrem gesamten Querschnitt in das flüssige Kühlmedium eingetaucht und es wurde eine Kühlrate von 4°C/sec eingestellt. Nach ca. 85 sec wurde die Schiene aus dem Kühlbad herausgenommen und eine anfängliche Oberflächentemperatur des Schienenkopfes von 470°C gemessen, wobei der Punkt 2 erreicht wurde. Während eines Zeitraums von ca. 45 sec wurde die Schiene in einer aus dem Kühlmedium herausgenommenen Position gehalten. Es kann innerhalb der ersten 5 sec zu einer Rückerwärmung auf eine Temperatur von 500°C kommen. Bei Erreichen des Punktes 3 wurde die Schiene wieder in das Kühlbad eingetaucht und mit einer Kühlrate von 4°C/sec auf 440°C (Punkt 4) abgekühlt. Diese Temperatur wurde für 100 sec gehalten. Bei Erreichen des Punktes 5 wurde die Schiene an Umgebungsluft bis auf Raumtemperatur gekühlt.

[0053] Durch die oben beschriebene gesteuerte Abkühlung wurde im Schienenkopf das folgende Gefüge erzielt:

60-70 Vol.-% karbidfreier Bainit,

8-13 Vol.-% Ferrit,

11-18 Vol.-% Austenit,

5-15 Vol.-% Martensit.

[0054] Die Gefügestruktur ist in Fig. 2 dargestellt. Es wurden die folgenden Materialeigenschaften gemessen:

0,2% Dehngrenze: 750 MPa ± 10 MPa

Zugfestigkeit: 1130 MPa ± 10 MPa

Bruchdehnung: 17% ± 1%

Oberflächenhärte: 330 HB ± 5 HB

Bruchzähigkeit K_{Ic} an der Normprobe bei Raumtemperatur: 58 MPa \sqrt{m} ± 3 MPa \sqrt{m}

BEISPIEL 2

[0055] In einem zweiten Ausführungsbeispiel wurde ein niedriglegierter Stahl mit der folgenden Richtanalyse mittels Warmwalzen zu einer Fahrschiene mit Regelschienenprofil geformt:

0,5 Gew.-% C

1,1 Gew.-% Si

1,5 Gew.-% Mn

0,7 Gew.-% Cr

0,01 Gew.-% Mo

0,20 Gew.-% V

0,014 Gew.-% S

0,014 Gew.-% P

20ppm Al

70ppm N

[0056] Rest Fe und unbeabsichtigte Begleitelemente.

[0057] Die Wärmebehandlung wurde wie in Beispiel 1 durchgeführt.

[0058] Um den Verschleißwiderstand gegenüber Beispiel 1 (0,3 Gew.-% C) anzuheben, gleichzeitig aber auch, die Rissfreiheit beizubehalten, wird im Beispiel 2 ein Werkstoff mit deutlich höherem Kohlenstoffgehalt verwendet (0,5 Gew.-%C).

[0059] Der Vorteil, den ein höherer Kohlenstoffgehalt bringt, ist, dass eine verstärkte Anreicherung sowohl im Austenit, als auch im Martensit erfolgen kann und somit diese beiden Gefügekomponenten stärkt, was sich sehr positiv auf den Verschleißwiderstand auswirkt. Durch die Wärmebehandlung (beschleunigte Abkühlung) wird bedingt durch den höheren Kohlenstoffgehalt die höhere Neigung zur Perlitbildung entschärft - das heißt das Gebiet, wo die Perlitbildung erfolgt, wird sehr rasch durchfahren, sodass sich keine ausgeprägten Mengen an Perlit an der Schienenkopfoberfläche (bis 10mm Tiefe) ausscheiden können. Das heißt, dass das Gefüge weiterhin aus den vorher angeführten Gefügebestandteilen besteht.

[0060] Es wurden die folgenden Materialeigenschaften gemessen:

0,2% Dehngrenze: 900 MPa \pm 10 MPa

Zugfestigkeit: 1320 MPa \pm 10 MPa

Bruchdehnung: 13% \pm 1%

Oberflächenhärte: 380 HB \pm 5 HB

Bruchzähigkeit K_{Ic} an der Normprobe bei Raumtemperatur: 53 MPa \sqrt{m} \pm 3 MPa \sqrt{m}

Patentansprüche

1. Gleisteil, insbesondere Schiene für Schienenfahrzeuge aus einem niedriglegierten Stahl, **dadurch gekennzeichnet**, dass der Stahl im Schienenkopf des Gleisteils einen Ferritanteil von 5-15 Vol.-%, einen Austenitanteil von 5-20 Vol.-%, einen Martensitanteil von 5-20 Vol.-% und einen Anteil karbidfreien Bainits von 55-75 Vol.-% aufweist.
2. Gleisteil nach Anspruch 1, **dadurch gekennzeichnet**, dass der Anteil des karbidfreien Bainits 60-70 Vol.-% beträgt.
3. Gleisteil nach Anspruch 1 oder 2, **dadurch gekennzeichnet**, dass der Ferritanteil 8-13 Vol.-% beträgt.
4. Gleisteil nach Anspruch 1, 2 oder 3, **dadurch gekennzeichnet**, dass der Bainit eine Matrix bildet, in der Austenit, Martensit und Ferrit bevorzugt homogen verteilt sind.
5. Gleisteil nach einem der Ansprüche 1 bis 4, **dadurch gekennzeichnet**, dass der Austenitanteil und der Martensitanteil zumindest teilweise in Inselform vorliegt.
6. Gleisteil nach einem der Ansprüche 1 bis 5, **dadurch gekennzeichnet**, dass der niedriglegierte Stahl Kohlenstoff, Silizium, Mangan, Chrom, Molybdän sowie ggf. Vanadium, Phosphor, Schwefel, Bor, Titan, Aluminium und/oder Stickstoff als Legierungsbestandteile und Rest Eisen enthält.
7. Gleisteil nach Anspruch 6, **dadurch gekennzeichnet**, dass kein Legierungsbestandteil in einem Anteil von größer 1,8 Gew.-% vorhanden ist.
8. Gleisteil nach einem der Ansprüche 1 bis 7, **dadurch gekennzeichnet**, dass Silizium in einem Anteil von kleiner 1,2 Gew.-% vorliegt.
9. Gleisteil nach einem der Ansprüche 1 bis 8, **dadurch gekennzeichnet**, dass Kohlenstoff in einem Anteil von kleiner 0,6 Gew.-%, bevorzugt kleiner 0,35 Gew.-% vorliegt.
10. Gleisteil nach einem der Ansprüche 1 bis 9, **dadurch gekennzeichnet**, dass ein niedriglegierter Stahl mit der folgenden Richtanalyse eingesetzt ist:
 - 0,2 - 0,6 Gew.-% C
 - 0,9 - 1,2 Gew.-% Si
 - 1,2 - 1,8 Gew.-% Mn
 - 0,15 - 0,8 Gew.-% Cr
 - 0,01 - 0,15 Gew.-% Mo, sowie ggf.
 - 0 - 0,25 Gew.-% V, insbesondere 0,01 - 0,25 Gew.-% V
 - 0 - 0,016 Gew.-% P, insbesondere 0,01 - 0,016 Gew.-% P
 - 0 - 0,016 Gew.-% S, insbesondere 0,01 - 0,016 Gew.-% S
 - Rest: Eisen
11. Gleisteil nach einem der Ansprüche 1 bis 10, **dadurch gekennzeichnet**, dass ein niedriglegierter Stahl mit der folgenden Richtanalyse eingesetzt ist:
 - 0,28 - 0,32 Gew.-% C
 - 0,98 - 1,03 Gew.-% Si
 - 1,7 - 1,8 Gew.-% Mn
 - 0,28 - 0,32 Gew.-% Cr
 - 0,08 - 0,13 Gew.-% Mo, sowie ggf.
 - 0 - 0,25 Gew.-% V, insbesondere 0,01 - 0,25 Gew.-% V
 - 0 - 0,016 Gew.-% P, insbesondere 0,01 - 0,016 Gew.-% P
 - 0 - 0,016 Gew.-% S, insbesondere 0,01 - 0,016 Gew.-% S
 - Rest: Eisen

12. Gleisteil nach einem der Ansprüche 1 bis 10, **dadurch gekennzeichnet**, dass ein niedriglegierter Stahl mit der folgenden Richtanalyse eingesetzt ist:
 - 0,44 - 0,52 Gew.-% C
 - 1,05 - 1,17 Gew.-% Si
 - 1,4 - 1,7 Gew.-% Mn
 - 0,36 - 0,80 Gew.-% Cr
 - 0,01 - 0,08 Gew.-% Mo, sowie ggf.
 - 0 - 0,25 Gew.-% V, insbesondere 0,01 - 0,25 Gew.-% V
 - 0 - 0,016 Gew.-% P, insbesondere 0,01 - 0,016 Gew.-% P
 - 0 - 0,016 Gew.-% S, insbesondere 0,01 - 0,016 Gew.-% S
 - Rest: Eisen
13. Gleisteil nach einem der Ansprüche 1 bis 12, **dadurch gekennzeichnet**, dass das Gleisteil im Kopfbereich eine Zugfestigkeit R_m von 1050-1400 N/mm² aufweist.
14. Gleisteil nach einem der Ansprüche 1 bis 13, **dadurch gekennzeichnet**, dass das Gleisteil im Kopfbereich eine Härte von 320-400 HB aufweist.
15. Verfahren zur Herstellung eines Gleisteils nach einem der Ansprüche 1 bis 14 aus einem warmgewalzten Profil, **dadurch gekennzeichnet**, dass der Schienenkopf des gewalzten Profils unmittelbar nach dem Verlassen des Walzgerüsts mit der Walzwärme einer gesteuerten Abkühlung unterworfen wird, wobei die gesteuerte Abkühlung in einem ersten Schritt eine Abkühlung an Umgebungsluft bis zur Erreichung einer ersten Temperatur von 780-830°C, in einem zweiten Schritt eine beschleunigte Abkühlung auf eine zweite Temperatur von 450-520°C, in einem dritten Schritt das Halten der zweiten Temperatur, in einem vierten Schritt eine weitere beschleunigte Abkühlung bis zur Erreichung einer dritten Temperatur von 420-470 °C, in einem fünften Schritt das Halten der dritten Temperatur und in einem sechsten Schritt das Abkühlen an Umgebungsluft bis auf Raumtemperatur umfasst,
16. Verfahren nach Anspruch 15, **dadurch gekennzeichnet**, dass die beschleunigte Abkühlung im zweiten Schritt mit einer Kühlrate von 2-5°C/sec erfolgt.
17. Verfahren nach Anspruch 15 oder 16, **dadurch gekennzeichnet**, dass der dritte Schritt sich über eine Dauer von 10-300 sec, bevorzugt 30-60 sec erstreckt.
18. Verfahren nach Anspruch 15, 16 oder 17, **dadurch gekennzeichnet**, dass die beschleunigte Abkühlung im vierten Schritt mit einer Kühlrate von 2-5°C/sec erfolgt.
19. Verfahren nach einem der Ansprüche 15 bis 18, **dadurch gekennzeichnet**, dass der fünfte Schritt sich über eine Dauer von 50-600 sec, bevorzugt 100-270 sec erstreckt.
20. Verfahren nach einem der Ansprüche 15 bis 19, **dadurch gekennzeichnet**, dass während des dritten und/oder des fünften Schrittes eine Rückerwärmung stattfindet.
21. Verfahren nach einem der Ansprüche 15 bis 20, **dadurch gekennzeichnet**, dass die Temperatur an einer Mehrzahl von über die Länge des Gleisteils verteilten Messpunkten erfasst und ein Temperaturmittelwert gebildet wird, der für die Steuerung der gesteuerten Abkühlung herangezogen wird.
22. Verfahren nach einem der Ansprüche 15 bis 21, **dadurch gekennzeichnet**, dass die gesteuerte Abkühlung durch Eintauchen zumindest des Schienenkopfes in ein flüssiges Kühlmedium erfolgt.
23. Verfahren nach einem der Ansprüche 15 bis 22, **dadurch gekennzeichnet**, dass die Abkühlung während des zweiten oder vierten Schrittes so gesteuert wird, dass das Kühlmedium an der Oberfläche des Schienenkopfes zuerst einen Dampffilm ausbildet und danach an der Oberfläche kocht.

24. Verfahren nach Anspruch 23, **dadurch gekennzeichnet**, dass während des zweiten und/oder vierten Schritts ein filmbrechendes, gasförmiges Druckmedium, wie z.B. Stickstoff, entlang der gesamten Länge des Gleisteils an den Schienenkopf herangeführt wird, um den Dampffilm entlang der gesamten Länge des Gleisteils zu brechen und die Kochphase einzuleiten.
25. Verfahren nach Anspruch 24, **dadurch gekennzeichnet**, dass der Zustand des Kühlmediums während des zweiten und/oder vierten Schritts entlang der gesamten Länge des Gleisteils überwacht wird und das filmbrechende, gasförmige Druckmedium an den Schienenkopf herangeführt wird, sobald in einem Teilbereich der Gleisteillänge das erste Auftreten der Kochphase festgestellt wird.
26. Verfahren nach Anspruch 24 oder 25, **dadurch gekennzeichnet**, dass das filmbrechende, gasförmige Druckmedium ca. 20-100 sec, insbesondere ca. 50 sec nach Beginn des zweiten und/oder vierten Schritts an den Schienenkopf herangeführt wird.
27. Verfahren nach einem der Ansprüche 15 bis 26, **dadurch gekennzeichnet**, dass das Gleisteil während des zweiten Schritts vollständig in dem Kühlmedium eingetaucht ist.
28. Verfahren nach einem der Ansprüche 15 bis 27, **dadurch gekennzeichnet**, dass das Gleisteil während des dritten und/oder fünften Schritts in einer aus dem Kühlmedium herausgenommenen Position gehalten wird.
29. Verfahren nach einem der Ansprüche 15 bis 28, **dadurch gekennzeichnet**, dass das Gleisteil während des vierten Schritts nur mit dem Schienenkopf in das Kühlmedium eingetaucht ist.

Hierzu 2 Blatt Zeichnungen

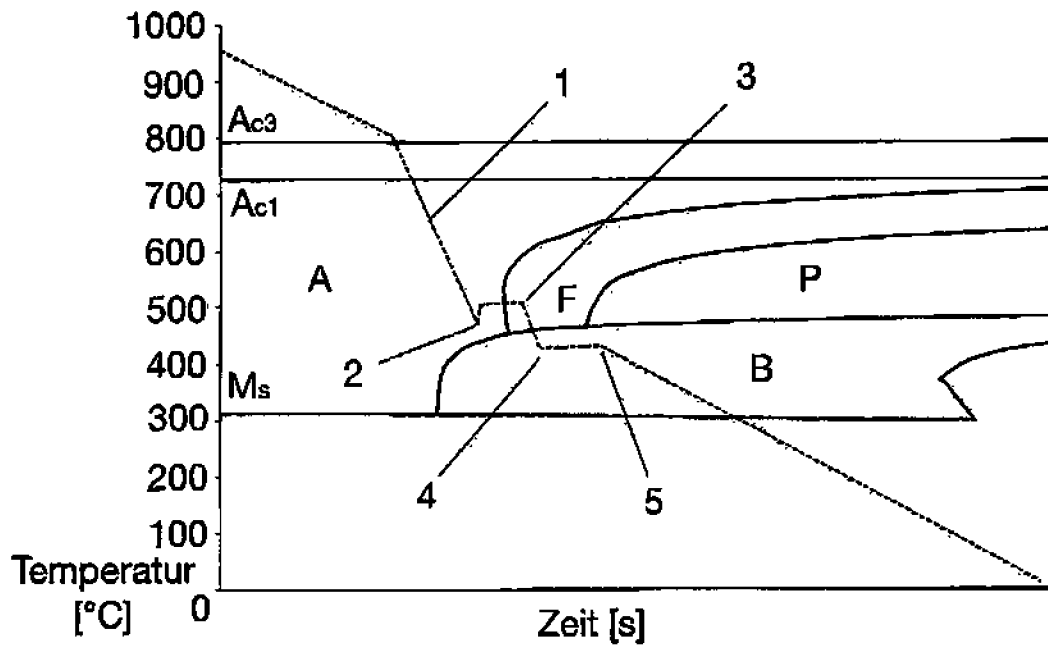


Fig. 1

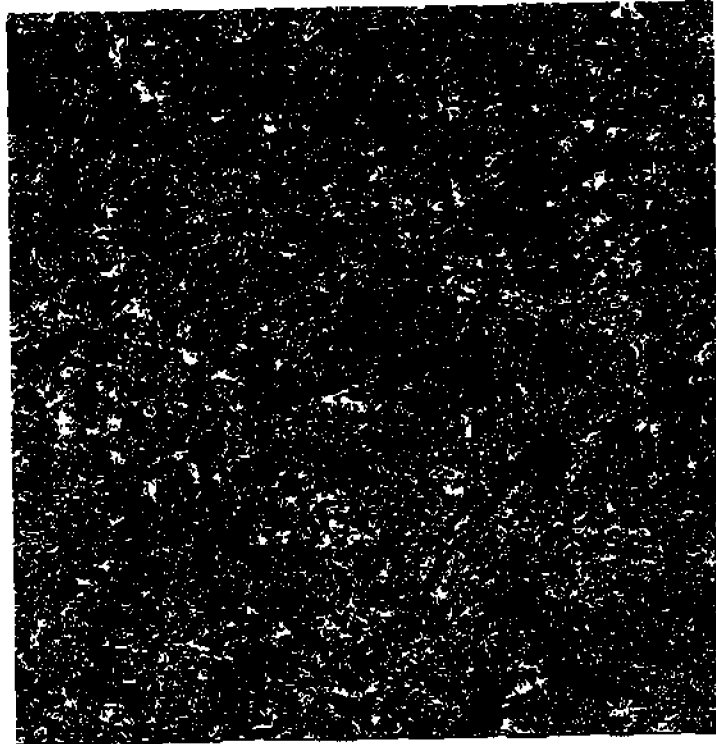


Fig. 2